

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2001-140040

(P2001-140040A)

(43)公開日 平成13年5月22日(2001.5.22)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコト [*] (参考)
C 22 C	38/00	C 22 C	30 2 H
	38/44		38/44
	38/50		38/50

審査請求 未請求 請求項の数1 O.L (全 7 頁)

(21)出願番号	特願平11-323522	(71)出願人	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(22)出願日	平成11年11月15日(1999.11.15)	(72)発明者	大村 朋彦 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住友金属工業株式会社内
		(72)発明者	柳田 隆弘 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住友金属工業株式会社内
		(74)代理人	100103481 弁理士 森 道雄 (外1名)

(54)【発明の名称】耐硫化物応力割れ性に優れた低炭素フェライトーマルテンサイト二相ステンレス溶接鋼管

(57)【要約】

【課題】素材の熱延鋼板や溶接製管後の鋼管に、焼入れ、焼戻し熱処理や長時間の焼鈍熱処理を施さなくとも油井環境において優れた耐S SC性と韌性を発揮するフェライトーマルテンサイト二相ステンレス溶接鋼管の提供。

【解決手段】質量%で、C:0.02%以下、P:0.04%以下、S:0.01%以下、Ni:2~8%、Cr:1.1.5~1.5%、Mo:1.5~4%、Si:0~1%、Mn:0~1%、sol.A1:0~0.1%、Cu:0~1.2%、Ti:0~0.2%、N:0.02%以下、V:0.1%以下を含有し、残部はFeおよび不純物からなり、金属組織中のフェライト量が体積%で15~40%であるフェライトーマルテンサイト二相ステンレス溶接鋼管。

【特許請求の範囲】

【請求項1】質量%で、C：0.02%以下、P：0.04%以下、S：0.01%以下、Ni：2~8%、Cr：1.5~1.5%、Mo：1.5~4%、Si：0~1%、Mn：0~1%、sol.A1：0~0.1%、Cu：0~1.2%、Ti：0~0.2%以下、V：0.1%以下を含有し、残部はFeおよび不純物からなり、金属組織中のフェライト量が体積%で15~40%であることを特徴とする耐硫化物応力割れ性に優れた低炭素フェライトーマルテンサイト二相ステンレス溶接鋼管。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、ラインパイプ、油井管または化学プラント用配管に好適な、耐硫化物応力割れ性に優れた低炭素フェライトーマルテンサイト二相ステンレス溶接鋼管に関する。

【0002】

【従来の技術】低炭素マルテンサイト系ステンレス鋼は、油井用材料として近年開発が進められている鋼種である。この鋼種は、二相ステンレス鋼よりもCr等の高価な元素の含有量が少ないと安価であり、炭酸ガスのみかまたは炭酸ガスと微量硫化水素ガスの混合ガスを含む湿潤環境中で良好な耐食性を示す。

【0003】低炭素マルテンサイト系ステンレス鋼からなる鋼管は、一般には縫目無鋼管として製造されることが多い。縫目無鋼管は、信頼性に関して高く評価されているが、いくつかの問題点がある。一つは製管法の原理上、肉厚10mm以下の薄肉管の製造が困難ことである。ラインパイプの溶接施工に際しては、強度の許す範囲でなるべく薄肉である方が、溶接時の積層数を減らし施工コストを下げる観点から望ましいことは言うまでもない。また、金属組織中にフェライト相が析出すると熱間加工性が著しく低下し、中かぶれ等の傷が発生するため、極力マルテンサイト単相の組織としなくてはならない。

【0004】これらの理由から、近年は溶接による高耐食性ステンレス鋼管の製造方法が開発されてきた。低炭素マルテンサイト系ステンレス鋼は、低炭素であることから溶接性が良く、ガスタングステンアーク溶接法（以下GTAW法と記す）やガスメタルアーク溶接法（以下GMAW法と記す）による周溶接維手を前提とするラインパイプに好適である。

【0005】例えば特開平4-191319号公報および特開平4-191320号公報には、低炭素マルテンサイト系ステンレス鋼の素材帶鋼を管状に成形して、突き合わせ部を電縫溶接法（以下、ERW法と記す）によって造管溶接する製法が開示されている。また、小径管ではGTAW法あるいはプラズマ溶接法（以下、PAW法という）による突き合わせ造管溶接も検討されてい

る。

【0006】近年高出力のレーザ溶接機を用いた突き合わせ造管溶接法も開発されており、特開平9-164425号公報には突き合わせレーザ溶接で製管し、その後溶接部近傍に適正な後熱処理を施すことにより耐食性を改善する方法が開示されている。

【0007】また、縫目無鋼管よりさらに大径の管の需要も高まりつつある。大径管に関しては、厚鋼板を素材として用いて、サブマージドアーク溶接（以下、SAW法と記す）による造管溶接も検討されつつある。

【0008】低炭素マルテンサイト系ステンレス鋼からなる溶接鋼管は、マルテンサイト単相の組織であるため、圧延までは高強度かつ粗粒組織であり、韌性や、耐硫化物応力割れ（以後SSCと言う）性等の耐食性が低下してしまう。このため、マルテンサイト単相鋼では一般に、熱延後に細粒化目的で焼入れ、焼戻し熱処理や、軟化目的で長時間の焼純熱処理を施して韌性や耐食性を確保しなくてはならない。

【0009】また、熱間圧延まではラインパイプとしての必要強度である、API規格（アメリカ石油協会規格）5L Cにおいて、X56級～X80級（降伏応力が386～655MPa）よりも高強度となることが多い。このためにも、溶接製管前または溶接製管後に軟化目的の熱処理が必須となる。

【0010】例えば特開平4-191319号公報には、熱延後の巻き取り温度を600°C以上とすること、およびERW製管後に焼入れ、焼戻しの熱処理を施す必要があることが示されている。しかし、このように熱処理工程を加えることは生産コスト高となる。

【0011】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は、素材の熱延鋼板や溶接製管後の鋼管に、焼入れ、焼戻し熱処理や長時間の焼純熱処理を施さなくとも油井環境において優れた耐SSC性と韌性を発揮する溶接鋼管を提供することにある。

【0012】

【課題を解決するための手段】本発明者は上記課題を解決するため、鋭意実験、検討した結果、熱間圧延までも製品にすることが前提であれば、母相であるマルテンサイト相中にフェライト相を所定の割合で析出させたフェライト相とマルテンサイト相の二相の金属組織とすれば、熱間圧延までも高強度化の抑制ができ、しかも良好な耐SSC性が得られるとの知見を得た。本発明はこのような知見に基づいてなされたもので、その要旨は下記のとおりである。

【0013】(1) 質量%で、C：0.02%以下、P：0.04%以下、S：0.01%以下、Ni：2~8%、Cr：1.5~1.5%、Mo：1.5~4%、Si：0~1%、Mn：0~1%、sol.A1：0~0.1%、Cu：0~1.2%、Ti：0~0.2%、N：

0.02%以下、V: 0.1%以下を含有し、残部はFeおよび不純物からなり、金属組織中のフェライト量が体積%で15~40%である耐硫化物応力割れ性に優れた低炭素フェライト-マルテンサイト二相ステンレス溶接鋼管。

【0014】一般には、マルテンサイト系ステンレス鋼にフェライト相が析出すると、韌性や耐食性等の性能が劣化すると言われている。例えば、韌性に関してはフェライト系ステンレス鋼が韌性が不芳であることから、マルテンサイト系ステンレス鋼にフェライト相が析出すれば韌性が劣化することは容易に推定される。また耐食性に関しては、フェライト相が析出することにより、耐食皮膜の保護に有効な元素であるCrやMoを母相のマルテンサイトから吸収してしまい、母相の耐食性が十分に確保できなくなることも予想されることである。したがって、油井環境で用いられる鋼管でフェライト相の析出を活用した例は従来なかったが、本発明者らは、フェライト相はマルテンサイト相に比べれば軟化相であることに着目して、以下のような試験をおこなった。

【0015】質量%で、C: 0.012%、Si: 0.43%、Mn: 0.51%、Mo: 2.53%、sol. A 1: 0.033%、Ti: 0.034%、Ni: 3.55%、V: 0.02%を基本成分とし、Cr含有量を10~17%、Ni含有量を0~10%およびMo含有量を0~5%の範囲で種々変化させた低炭素マルテンサイトステンレス鋼を溶製し、分解圧延してスラブとし、加熱温度を1100~1250°Cに種々変化させて熱間圧延した。この熱延したままの鋼板を用いて、引張試験、シャルビ衝撃試験および耐SSC性試験を実施した。

【0016】図1は、引張試験結果から得られたフェライト量と降伏応力の関係を示す図である。マルテンサイト中のフェライト量が増加するにしたがって強度が低下している。

【0017】図2は、シャルビ衝撃試験結果から得られたフェライト量(体積%)と破面遷移温度との関係を示す図である。フェライト量が15%以上で、遷移温度は-20°C以下となっている。金属組織を調べた結果、圧延までもあってもフェライト量が15~80%の場合極めて細粒な組織となっていた。

【0018】図3は、耐SSC性試験で得られたフェライト量(体積%)と硫化水素分圧の関係を示す図である。韌性と同様にフェライト量15%以上で微細組織となるため、良好な耐SSC性を示している。ただし耐食皮膜の保護性の観点からは、フェライト相はCrやMoを母相のマルテンサイト相から吸収してしまい、マルテンサイト相の耐食性を間接的に低下させてしまうので、フェライト量が40%を超えると耐SSC性がかえって低下してしまうことが分った。

【0019】

【発明の実施の形態】以下、本発明で規定する化学組成

と金属組織について詳しく述べる。化学成分の含有量の%は全て質量%、金属組織の量の表示は体積%である。

【0020】C: 0.02%以下

Cは、溶接性を確保する観点から低ければ低いほど望ましい。ただしC量をむやみに減らすことはコスト上昇を伴うため、経済性の観点から0.002%以上とするのが望ましい。0.02%を超えると、マルテンサイト相の強度が高くなり過ぎ、また溶接時に熱影響部(以下、HAZと記す)において著しい硬化を起こして耐SSC性を低下させるので、その上限を0.02%とした。

【0021】P: 0.04%以下

Pは、不純物として鋼中に不可避的に存在し、粒界に偏析して耐SSC性を劣化させる。特に、その含有量が0.04%を超えると耐SSC性の劣化が著しくなるため、含有量は0.04%以下にする必要がある。なお、耐SSC性を高めるためにPの含有量はできるだけ低くすることが望ましい。

【0022】S: 0.01%以下

Sは、Pと同様に不純物として鋼中に不可避的に存在するが、粒界に偏析することと、硫化物系の介在物を多量に生成することによって耐SSC性を低下させる。その含有量が、0.01%を超えると耐SSC性の低下が著しくなるため含有量は0.01%以下にする必要がある。なお、耐SSC性を高めるためにSの含有量はできるだけ低くすることが望ましい。

【0023】Ni: 2~8%以下

Niは、Mnと同様にマルテンサイト量を増加させる効果があり、この観点からは2%以上含有させる必要がある。一方、過剰に含有させると高価な鋼となり経済性が損なわれ、また固溶強化によりマルテンサイト相の強度上昇を招いて、耐SSC性を低下させる。この観点から上限は8%とした。

【0024】Cr: 11.5~15%

Crは、耐食皮膜を保護し耐SSC性を高める元素である。この効果を得るためにには11.5%以上含有させる必要がある。一方、Crはフェライト安定化元素であるので、15%を超えて過剰に含有させると、マルテンサイト安定化元素である高価なNi等の合金元素を增量する必要が生じ、経済性が損なわれる。この観点から上限は15%とした。

【0025】Mo: 1.5~4%以下

Moは、耐食皮膜を保護し耐SSC性を高める元素である。この効果を得るためにには、1.5%以上とするのが望ましい。また、Crと同様にフェライト安定化元素であるので、過度に含有させるとマルテンサイト安定化元素である高価なNi等の合金元素を增量する必要が生じ、経済性が損なわれる。この観点から上限を4%とした。

【0026】Si: 0~1%以下

S iは、特に添加しなくてもよいが、添加すれば溶鋼の脱酸に有効である。その効果を得るには0、2%以上とするのが好ましい。しかしその含有量が1%を超えると粒界強度を低め耐SSC性を低下させるので、その上限は1%である。

【0027】Mn: 0~1%以下

Mnは、添加しなくてもよいが、添加すればマルテンサイトの占める割合を高める効果がある。添加する場合は0、2%以上含有させるのが好ましい。しかし1%を超えて含有させると粒界強度を弱めたり、硫化水素中で活性溶解したりすることにより耐SSC性を低下させる。したがって、上限を1%とした。望ましいMn量は0、0.5%以下である。

【0028】sol. A1: 0、1%以下

A1は、添加しなくてもよいが、添加すれば溶鋼の脱酸に有効である。その効果を得るには、0、0.2%以上とするのが好ましい。しかし0、1%を超えて含有させると粗大なA1系介在物が多くなると耐SSC性が低下する。したがってその上限を0、1%とした。

【0029】Ti: 0~0.2%

Tiは必要により含有させるが、含有せば鋼中の不純物であるNをTiNとして固定する効果がある。また、N固定に必要とするよりも過剰なTiは、炭化物となってCをトラップし、周溶接部のHAZにおける硬化を抑制する。しかし0、2%を超えて含有させると加工性を低下させたり、炭窒化物自身がSSCの起点となったりするため、その上限は0、2%とした。好ましい下限は0、1%である。

【0030】V: 0、1%以下

Vは、溶解度量から不純物として不可避的に混入する元素である。特に0、1%を超えると微細なVCが折出するので高強度となりすぎ、耐SSC性が低下するので上限を0、1%とした。望ましいV量は0、0.5%以下である。

【0031】N: 0、0.2%以下

Nは、不純物として鋼中に存在し、その含有量が0、0.2%を超えると、熱間加工性が損なわれ製造が困難となり、かつマルテンサイト相の強度上昇を招いて耐SSC性が低下する。望ましいN量は0、0.1%以下である。

【0032】Cu: 0~1、2%

Cuは必要により含有させるが、含有せば耐SSC性を高める効果がある。その効果を得るためにには0、1%以上とするのが好ましい。一方、1、2%を超えると耐食性への効果が飽和し、かつマルテンサイト相の強度上昇により耐SSC性をかえって低下させる。この観点から、上限は1、2%とした。

【0033】金属組織：金属組織をマルテンサイト一相にすれば、熱間圧延または溶接製管後に強度調整のための熱処理が必要となるため、フェライト相とマルテンサイト相の二相組織とする。

【0034】二相組織にすれば、それぞれの相の粒成長が抑制され、圧延ままで極めて細粒組織となり、韌性和耐SSC性が改善される。

【0035】圧延ままで降伏強度655MPa以下とし、かつ良好な韌性を得るには、1.5%以上のフェライト相を析出させる必要がある。一方、耐SSC性の観点からは、フェライト相が40%を超えると、母相のマルテンサイト相からCrやMoを吸収して間接的に耐SSC性を低下させる。この観点から、フェライト相の体積分率は1.5~4.0%とした。

【0036】なお、フェライト量の調整は、CrおよびMoの含有量と熱間圧延のための加熱温度との組み合わせによりおこなうことができる。例えば、フェライトの残存量を多くする場合は、フェライトフォーマのCr、Mo含有量を多くし、加熱温度を高くするとよい。

【0037】次に、溶接鋼管の製造方法について以下に説明する。

【0038】溶接鋼管の素材鋼板には、通常の分塊圧延および熱間圧延により製造した、熱延鋼板あるいは厚鋼板を用いる。熱延方法については、通常の加熱温度、例えば1100°C以上1250°C以下の範囲に加熱した後、通常の方法で圧延して仕上げればよい。ただし、上記のようにフェライト量を調節するために、化学組成を考慮して加熱温度をきめる必要がある。また、強度の微調整のため圧延後に短時間の焼戻しを実施してもよい。焼入れ、焼戻し熱処理や長時間の焼純熱処理は経済性的観点から望ましくなく、本発明の目的に合わない。

【0039】熱延鋼板あるいは厚鋼板は、目標の鋼管外周長とほぼ同じ幅に切断して円筒状に成形して突き合わせた部分を溶接して溶接鋼管とする。溶接方法についても特に制限は無く、溶接部の性能の保証される溶接方法であればいかなる方法でもよい。薄肉管であれば、GTAW法やGMAW法、プラズマ溶接法等のアーケル溶接法を用いてもよいし、製管コスト低減の観点からERW法を用いてもよい。また、溶接部の品質確保の観点から、電子ビーム溶接法やレーザ溶接法を用いてもよい。

【0040】溶接管には、熱延鋼板を成形ロール群等の加工装置にてオープンパイプ状に成形し、帶鋼両エッジ相互をスクリューロール等の手段で突き合わせ、この突き合わせ部を接合して造管溶接する手法を探ればよい。製管速度向上のため、電縫溶接法で用いられている局部加熱可能な管状の誘導加熱コイルあるいはコンタクトチップを用いた高周波加熱手段により予熱してから造管溶接をおこなってもよい。また、溶接製管後に高周波加熱手段を用いて溶接部の組織回復を目的とした局部熱処理を施してもよい。

【0041】厚肉鋼管の製造には、SAWによる製管が好ましい。厚鋼板を通常のCプレス、UプレスおよびOプレスにより段階的に管状に成形し、突き合わせ部をSAWにより溶接製管した後、溶接まで製品とする等の

手法を用いればよい。溶接条件や溶接金属の成分は、所望の性能を得られる手法であればよく、特に限定はされない。

【0042】

【実施例】表1に示す16種の化学組成の鋼を溶製し、鋼塊を鋳造してスラブとした。同表の記号A~Hは化学組成が本発明で規定する範囲内にあり、1~8は規定範囲外である。

*範囲外である。各スラブを、1100°C~1250°Cの温度範囲で種々変化させて加熱した後、熱間圧延して熱延鋼板とした。なお、加熱温度を変化させたのはフェライト量を調節するためである。

【0043】

【表1】

表1

記号	化 学 組 成 (質量%)									(残部: Feと不純物)			
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Ti	Ni	Cu	V	N
A	0.003	0.42	0.45	0.012	0.0017	11.8	1.89	0.035	0.035	3.02	-	0.01	0.004
B	0.012	0.43	0.51	0.013	0.0045	11.9	2.53	0.033	0.034	3.55	-	0.02	0.005
C	0.022	0.23	0.98	0.030	0.0043	12.1	3.05	0.048	0.031	4.01	1.0	0.01	0.001
D	0.007	0.41	0.94	0.015	0.0015	13.0	2.07	0.045	0.032	4.52	-	0.02	0.004
E	0.011	0.43	0.54	0.021	0.0045	13.1	2.48	0.038	0.016	5.04	0.5	0.03	0.003
F	0.009	0.45	1.98	0.013	0.0028	13.1	3.03	0.049	0.154	8.05	-	0.01	0.004
G	0.008	0.21	0.48	0.023	0.0019	14.0	3.04	0.054	0.015	7.05	-	0.04	0.004
H	0.013	0.23	0.51	0.028	0.0018	14.3	3.87	0.034	0.034	7.89	-	0.01	0.008
1	0.031*	0.45	0.54	0.022	0.0023	12.0	1.93	0.033	0.031	3.03	-	0.01	0.004
2	0.011	0.43	0.45	0.084*	0.0034	12.0	2.08	0.045	0.018	4.02	1.1	0.01	0.005
3	0.008	0.45	0.53	0.021	0.0121*	12.1	2.51	0.044	0.035	6.05	-	0.04	0.004
4	0.009	0.23	0.48	0.023	0.0028	11.3*	2.01	0.052	0.032	3.01	0.5	0.03	0.003
5	0.013	0.29	0.54	0.021	0.0045	15.8*	3.54	0.088	0.016	5.07	0.4	0.01	0.004
6	0.015	0.45	0.51	0.019	0.0019	13.0	4.20*	0.045	0.018	5.04	-	0.05	0.004
7	0.009	0.48	0.57	0.024	0.0018	13.1	3.77	0.112*	0.033	6.08	-	0.04	0.004
8	0.011	0.18	0.42	0.021	0.0045	12.0	2.54	0.032	0.035	8.81*	-	0.03	0.003

♦ 本発明で規定する範囲外を示す

【0044】各熱延したままの鋼板を素材として、レーザ溶接、SAW、ERW、PAWおよびGTAWにより溶接管を製造した。レーザ溶接、ERW、PAWは溶加材を用いずに造管溶接をおこなった。GTAW、SAWは、22Cr系または25Cr系のフェライトオーステンサイト二相ステンレス鋼を溶加材として用い、造管溶接をおこなった。すべて、溶接後の後熱処理は実施しなかった。

【0045】金属組織中のフェライト相の体積分率は、熱間圧延したままの鋼板断面の樹脂埋材をビレラ試薬で腐食させて組織観察をし、点算法にて測定した。各鋼板とも3箇所の断面を測定し、その平均値を算出して体積分率とした。

【0046】熱延鋼板から、その幅方向に素材鋼板の内厚に応じた種種の寸法の丸棒引張試験片を採取し、常温で引張り試験を実施し降伏強度(YS)を測定した。※40

※【0047】また、熱延鋼板の幅方向に素材鋼板の内厚に応じたシャルピー衝撃試験片を採取し、種種の温度で衝撃試験を実施した後、破面観察をして破面遷移温度(vTs)を測定した。

【0048】さらに、SSC試験は、厚さ2mm、幅130mm、長さ75mmの応力腐食試験片を溶接管の母材部および溶接部から幅方向方向に採取し、四点曲げ定歪み法により素材鋼のYSの100%の応力を負荷して試験液中に336時間浸漬しSSCの発生の有無を調べた。試験液には0.001~0.01MPa, H₂S(CO₂バランス)を飽和させた、酢酸-酢酸ナトリウムを所定量添加してpHを3.5に調整した5%NaCl水溶液を用いた。

【0049】これら試験結果を表2および表3に示す。

【0050】

【表2】

表 2

試験番号	鋼記号	肉厚 (mm)	製管方法	フェライト量 (体積 %)	降伏応力 (MPa)	遷移温度 (°C)	耐SSC性		区分
							0.001 MPa	0.01 MPa	
1	A	25.0	SAW	25	620	-40	○	○	
2	B	25.0	"	35	590	-50	○	○	
3	C	25.0	"	28	607	-50	○	○	
4	D	25.0	"	23	627	-40	○	○	
5	E	25.0	"	31	807	-50	○	○	本
6	F	25.0	"	38	558	-50	○	○	
7	G	25.0	"	31	607	-50	○	○	発明
8	H	25.0	"	32	579	-50	○	○	
9	B	25.0	レーザ*	18	648	-40	○	○	
10	E	6.0	"	31	607	-50	○	○	
11	G	6.0	"	25	558	-40	○	○	例
12	B	6.0	ERW	24	565	-40	○	○	
13	E	5.5	"	31	572	-50	○	○	
14	G	5.5	"	29	579	-50	○	○	
15	B	5.5	PAW	24	558	-40	○	○	
16	E	5.5	"	25	572	-50	○	○	
17	G	5.5	"	26	583	-40	○	○	
18	B	5.5	GTAW	26	558	-50	○	○	
19	E	3.5	"	34	565	-50	○	○	
20	G	3.5	"	35	565	-50	○	○	

【0051】

* * 【表3】

表 3

試験番号	鋼記号	肉厚 (mm)	製管方法	フェライト量 (体積 %)	降伏応力 (MPa)	遷移温度 (°C)	耐SSC性		区分
							0.001 MPa	0.01 MPa	
21	B	6	レーザ*	10*	696	-20	×	×	
22	E	6	"	11*	703	-20	○	×	
23	G	6	"	10*	682	-20	×	×	
24	B	8	"	48*	517	-50	○	×	
25	E	8	"	58*	434	-50	×	×	
26	G	6	"	54*	427	-50	○	×	
27	B	25	SAW	11*	696	-20	○	×	
28	E	25	"	12*	675	-20	○	×	
29	G	25	"	9*	745	-10	×	×	比較
30	B	25	"	69*	448	-40	×	×	
31	E	25	"	58*	427	-50	○	×	例
32	G	25	"	53*	421	-40	○	×	
33	1*	25	"	23*	558	-40	○	×	
34	2*	25	"	31*	565	0	×	×	
35	3*	25	"	25	579	0	×	×	
36	4*	25	"	26	572	-50	×	×	
37	5*	25	"	64*	427	-50	×	×	
38	6*	25	"	61*	434	-50	×	×	
39	7*	25	"	19	627	-30	×	×	
40	8*	25	"	0*	758	0	×	×	

* 本発明で規定する範囲外を示す

鋼記号欄の「」は、化学組成が規定範囲外

【0052】表2、表3中の耐SSC欄の評価基準は、SSCの発生が認められなかったものを良好「○」、SSCの発生したものを不芳「×」とした。

【0053】表2より明らかのように、本発明で規定する範囲内の化学組成および金属組織を備えた鋼では、YSが6.48 MPa以下で、韌性和耐食性にすぐれている。

【0054】一方、表3に示されているように、試験番号21～32の化学組成が本発明で規定する範囲内にあっても、フェライト量が規定範囲外であれば韌性、強度および耐SSC性の1つ以上の特性がわるく実用に耐え難い。

40%ない。また、化学組成が本発明で規定する範囲外の試験番号33～40については、耐SSC性に劣り、韌性和降伏応力の特性がわるい。

【0055】

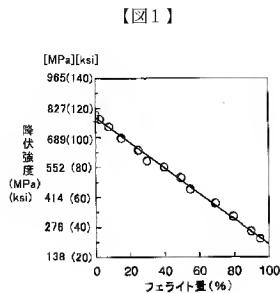
【発明の効果】素材の熱延鋼板や溶接製管後の鋼管に、焼入れ、焼戻し熱処理や長時間の焼鈍熱処理を施さなく、油井環境において優れた耐SSC性と韌性を発揮する溶接钢管を安価に提供することができ、その工業的価値は大である。

【図面の簡単な説明】

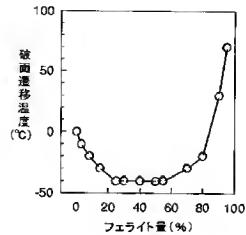
【図1】フェライト量と降伏応力の関係を示す図であ

る。

【図2】フェライト量と破面遷移温度との関係を示す図である。



【図2】



【図3】

